である。

5. 結 言

母材に比して溶接金属のクリープ強度が低くクリープ速度が大なる継手（軟質溶接継手）、逆にクリープ強度が高くクリープ速度が小なる継手（硬質溶接継手）について、溶接継手が直角に荷重を受ける場合（横継手）及び平行に荷重を受ける場合（縦継手）についてクリープ試験を行った。得られた結果を要約すると次の通りである。

1) 横継手のクリープ変形は、軟質溶接継手の場合溶接金属部は相対厚さ (H_0/D_0) の影響を受け、 $H_0/D_0=1$ ではほぼ溶接金属自身の挙動を示し、 H_0/D_0 が減少するにつれ母材自身に近い挙動を示すようになる。なお、軟質溶接継手の溶接金属から十分離れた母材部及び硬質溶接継手の母材及び溶接金属部は相対厚さの影響をほとんど受けず、それ自身の挙動を示す。

2) 縦継手の母材部及び溶接金属部のクリープ変形挙動については、標点間の伸びは軟質及び硬質溶接継手共差異はない。板厚減少は、軟質溶接継手では微小キ裂の開口現象が生じるまではほぼ一様であるが、それ以後では差異が出る。また、硬質溶接継手ではクリープの早期

段階より差異が認められる。

3) 縦継手の第2期クリープひずみ速度は軟質及び硬質溶接継手共相対幅 (H_0/W_0) の影響を受ける。いずれの継手も H_0/W_0 が小さくなるにつれて母材自身のクリープ挙動に近くなり、逆に H_0/W_0 が1に近づくと溶接金属自身に近づく。本実験の場合、 H_0/W_0 が0.1以下ではほぼ母材と同一のひずみ挙動を示すと考えられる。

4) 横継手の破断時間については、軟質溶接継手では相対厚さ (H_0/D_0) の影響を受け、 $H_0/D_0=1$ ではほぼ溶接金属自身の値を示し、 H_0/D_0 が減少するに従い母材自身の値に漸近する。硬質溶接継手では相対厚さの影響を受けず母材自身の値を示す。

5) 縦継手の微小キ裂発生時間は、軟質及び硬質溶接継手共相対幅 (H_0/W_0) の影響を受け、軟質溶接継手の場合は H_0/W_0 の増大に従い減少し、硬質溶接継手では H_0/W_0 の増大に従い増大する。

参 考 文 献

- 1) K. Satoh and M. Toyoda, Joint Strength of Heavy Plates with Lower Strength Weld Metal, Welding J., Vol. 54, No. 9 (1975)
- 2) 荒田, 須沼, 清水, 佐藤, 永井, 本誌 Vol. 49 (1980) 755-760
- 3) 佐藤, 豊田, 須沼, 松井, 清水, 佐藤, 森, 圧力技術 Vol. 18 (1980) 2-8

溶接低温割れへの力学的パラメータ F_I の適用に関する実験的検討*

佐藤邦彦**, 豊田政男**, 野原和宏**, カルピー・リスト***

Experimental Investigation on Applicability of Stress Field Parameter F_I for Weld Hydrogen Cracking*

by Kunihiko Satoh**, Masao Toyoda**, Kazuhiro Nohara** and Risto, A. J. Karppi***

Stress field parameter F_I , which controls the stress level in the vicinity of the root of first-pass weld and the notch of the Implant specimen has been proposed by the authors as a controlling parameter for weld hydrogen cracking. The previous papers^{2,3)} reveal that the correlation between Implant test results and RRC/TRC test results of 80 kg/mm² high strength steel (HT80) can be explained with fair accuracy by using the stress field parameter F_I .

In the present paper, addresses applicability of the stress field parameter F_I to cover not only HT80 steel but also 50 kg/mm² high strength steel (HT50). Moreover, it proposes the applicability of the para-

*原稿受付 昭和56年7月23日

**正 員 大阪大学工学部 Member, Faculty of Engineering, Osaka University

*** フィンランド・アカデミー, Academy of Finland

meter F_I for the another H type crack test.

The F_I parameter newly proposed in the present paper proved applicable for considering the correlation between the deep notch Implant test and the RRC/TRC test for not only HT80 steel but also HT50 steel under the same conditions in the testing of both the remaining hydrogen content H_{R100} ⁶⁾ and the HAZ microstructure.

The F_I -parameter is affected by the various geometrical factors of the root weld. The F_I -value calculated by using the average geometrical parameter can be applied to consider the correlation among the various cracking tests.

1. 緒 言

著者¹⁻³⁾らはすでに RRC/TRC 試験の初層ルート割れ発生限界応力とインプラント試験の限界応力の相関を考えるのに割れ発生部近傍(ルート部近傍, ノッチ底部近傍)の応力場を決定するパラメータ F_I を用いることの有用性について検討を加え, パラメータ F_I の解析例とそれを用いて80キロ級高張力鋼に関しレ形およびX形開先の RRC/TRC 試験とインプラント試験により得られた各限界応力が相関づけられることを示した。さらにこのような取扱いが他の鋼種, 他の割れ試験の限界応力の相関へも拡張されればパラメータ F_I が工学的見地においても有益となろう。

そこで, 本研究では種々の鋼種(80キロ級高張力鋼3種, 50キロ級高張力鋼1種)種々の割れ試験(RRC/TRC 試験, H形拘束割れ試験, インプラント試験)において得られた限界応力が力学的パラメータ F_I で相関づけ得るのかについて検討する。

2. 実 験

2.1 供試材料

実験には3種の80キロ級高張力鋼と1種の50キロ級高張力鋼を用いた。それらの化学組成および機械的性質を Table 1 の (a) (b) に示す。

Table 1 Chemical compositions and mechanical properties, kind of cracking test.

Steel	Chemical compositions, wt. %										
	C	Mn	Si	P	S	Mo	Ni	Cu	V	S	B
OX802	0.107	1.32	0.35	0.05	0.64	0.02	0.06	0.009	0.007	0.021	0.001
HT80I	0.12	0.85	0.29	0.81	0.42	0.07	0.17	0.047	0.005	0.014	0.001
HT80II	0.11	0.83	0.24	0.49	0.42	1.05	0.17	0.040	0.001	0.008	0.0001
HT50	0.14	1.39	0.35	—	—	—	0.02	—	0.003	0.022	—

(a)

Steel	Strength, MPa				Ceq and P_{CM}	
	Y.S.	U.T.S.	11W	WES	P_{CM}	
OX802	784	839	0.472	0.512	0.259	
HT80I	774	824	0.533	0.545	0.260	
HT80II	803	854	0.519	0.490	0.243	
HT50	372	519	0.373	0.385	0.222	

Y.S.: Yield strength
U.T.S.: Ultimate tensile strength

(b)

Steel	Cracking test		
	Implant test	RRC/TRC test	H type test
OX802	○	○	
HT80I	○	○	
HT80II	○		○
HT50	○	○	

H type test: H type crack test

(c)

本実験で実施した割れ試験とそれに用いた鋼材の関係を Table 1 の (c) に示す。

Table 1 の表中 OX 802, HT 80 I, HT 80 II は80キロ級高張力鋼であり HT 50 は50キロ級高張力鋼である。溶接棒はすべて低水素系 (D 8016) を用いた。

2.2 実験条件および割れ試験実施方法

(1) 溶接条件および試験片寸法

RRC/TRC 試験における各鋼材の試験片板厚 h , 溶接長 L , 開先形状・寸法, 溶接条件およびインプラント試験におけるインプラント試験片形状・寸法, バッキングプレートの板厚 h_b , 溶接条件を Table 2 に示す。

Table 2 FGroove geometries and experimental conditions

Unit : mm

	RRC/TRC, or H type ¹⁾ test conditions						Implant test conditions			E=17000 J/cm I=180A V=24V v=15cm/min E=30000 J/cm I=180A V=24V v=8.6cm/min h _b : Backing plate thickness	
	h			L			Groove geometry				
	mm	mm	mm	mm	mm	mm	mm	mm	mm		
OX802	25	100	○	○	○	○	17000	25	17000		
HT80I	25	100	○	○	○	○	17000	25	17000		
HT80II	50	60	○	○	○	○	17000	25	17000		
HT50	25	100	○	○	○	○	17000	20	30000		

1) H type crack test L: Weld length

Table 1 で示したように OX 802, HT 80 I, HT 50 については RRC/TRC 試験を実施しいずれの鋼材においても板厚 $h=25$ mm, 溶接長は $L=100$ mm とした。HT 80 II についてはH形拘束割れ試験を実施し, 板厚・溶接長が他の鋼材とは異なり $h=50$ mm, $L=60$ mm である。Table 2 の表中左端図は $h=25$ mm の場合のレ形・X形開先の形状・寸法であり, 中央図は $h=50$ mm の場合のY形, レ形開先の形状・寸法である。右端図はインプラント試験片の形状・寸法である。RRC/TRC, H形拘束割れ試験いずれの場合においても溶接入熱は $E=17000$ J/cm ($I=180$ A, $V=24$ V, $v=15$ cm/min) とした。

80キロ級高張力鋼である OX 802, HT 80 I, HT 80 II のインプラント試験のバッキングプレート板厚 h_b , 溶接入熱 E は同一でそれぞれ $h_b=25$ mm $E=17000$ J/cm

向応力の荷重方向に垂直な方向への分布は Fig. 3 のように表わせることから, その応力場の特異性を近似的に次式のように表わし, 応力場を決定するパラメータとして F_I なるものを定義した.

Fig. 3 Stress distribution in the vicinity of root of welds

$$\sigma_y/\sigma_{net} = F_I/\sqrt{r} \quad \dots\dots(1)$$

σ_y : 荷重方向応力 σ_{net} : ネット応力

r : ノッチ底部またはルート部先端から荷重方向に垂直な方向への距離

F_I はある与えられたネット応力 σ_{net} に対しルート部近傍の応力の大きさのレベルを表わすものである. 本研究で用いる F_I の値は以前発表した論文^{1,2)}と多少異なるものもある. これは以前の F_I の計算に際しルート部近傍の要素分割方法の影響を顕著にうけることがわかったためルート部近傍の要素分割方法を同一にして新たに計算しなおしたことによる.

3.1 各開先形状における F_I の算定式

Table 2 で示したように本実験で用いる開先形状はレ X, Y 形の 3 種である. この 3 種について F_I の算定式

Table 3 Approximate equations to calculate F-values

Plate thickness: $h=50$

Throat depth: $h_w=5$

$$c=0 \quad F_I = \begin{cases} = 0.94 + 0.01(60 - \theta_L)/30 & (30^\circ \leq \theta_L \leq 60^\circ) \\ = 0.94 + 0.16(60 - \theta_L)/30 & (60^\circ \leq \theta_L \leq 90^\circ) \end{cases}$$

$$F_I = p/\theta + q \quad 60^\circ \leq \theta \leq 180^\circ$$

θ_L (°)	40	60	90	120	130
p	-30.6	-25.2	-25.2	-18.0	-19.8
q	1.16	1.08	1.05	0.81	0.74

$$F_I = \begin{cases} = 0.76 + 0.12(110 - \theta_L)/20 & (90^\circ \leq \theta_L \leq 110^\circ) \\ = 0.76 + 0.09(110 - \theta_L)/10 & (110^\circ \leq \theta_L \leq 120^\circ) \\ = 0.67 + 0.51(120 - \theta_L)/30 & (120^\circ \leq \theta_L \leq 150^\circ) \end{cases}$$

Other thickness h , Other throat depth h_w , Other c value

$$F_I(h_w, h, c) = F_I(5, 50, 0) \cdot M_h \cdot M_c \quad \dots\dots F_I(5, 50, 0): \text{Above } F_I \text{ value}$$

$$M_h = \sqrt{h_w/h} \cdot \sqrt{h_w/50} \quad M_c = \sqrt{c/5} \quad \dots\dots F_I(5, 50, 0)$$

$$\nu\text{-Groove} \quad M_c = f_c(c)/f_c(0) \quad \dots\dots f_c(c) = \exp(-mc/0.5) \quad \dots\dots \frac{[h_w/3.5]}{m} \begin{bmatrix} 3.5 & 5 & 7 \\ 0.055 & 0.090 & 0.024 \end{bmatrix}$$

$$X, Y\text{-Groove} \quad M_c = 1$$

を Table 3 に整理してある.

板厚 $h=50$ mm のど厚 $h_w=5$ mm の場合について各開先形状での F_I の値を二次元弾性有限要素法により計算し, それらを用いて一般的な F_I を求めるための近似式としての整理を試みた.

他の板厚, 他のど厚 h_w の場合は Table 3 の表中に示した M_{hw} なる補正係数をかけ, また, レ形開先の c の値が零でない時には M_c なる補正係数をかけることにより, レ形, X形, Y形の任意の板厚・のど厚での F_I が求められる. なお, Table 2(c) 図に示したインプラント試験片の F_I 値は 0.58 であった.

3.2 各開先形状における F_I 分布例

Fig. 5 に RRC/TRC 試験, H形拘束割れ試験後の破断していない試験体の溶接線に垂直な 5 断面についてのど厚 h_w , c , θ_L , θ を測定し, Table 3 の算定式より各断面の F_I 値を求めその分布を示した. 各のど断面での

Fig. 4 Definition of geometric factors h , c , and (a) L-groove (b) X-groove (c) y-groove

Fig. 5 Distribution of F-value for observed cross-sections of RRC-TRC-test welds with three groove geometries (a) L-groove (b) X-groove (c) y-groove

Table 4 Values of local geometric factors observed at RRC/TRC weld cross-section.
 *): F determined for average values of geometric factors in each groove geometry.

Groove	Parameter	Average value	Standard deviation	$F_1(\text{mm}^{1/2})$
	$\theta_L (^{\circ})$	56	9	0.93
	$h_w(\text{mm})$	5.3	0.6	
	$c(\text{mm})$	1.3	0.5	
	$\theta_L (^{\circ})$	117	12	0.64
	$\theta (^{\circ})$	86	13	
	$h_w(\text{mm})$	5.6	0.6	
	$\theta_L (^{\circ})$	114	15	0.72
	$h_w(\text{mm})$	5.0	0.5	

h_w , c , θ_L , θ などの測定上の定義は Fig. 4 に示す。Fig. 5 の図中 N はサンプル数を示し F_I は F_I の平均値であり s は標準偏差である。各割れ試験によって得られた限界応力を F_I を用いて整理する場合このように各断面の F_I 値を計算しその平均値 F_I を求めるという作業は非常に時間の要する仕事である。これに対し一定の溶接条件に対してあらかじめ各断面での h_w , c , θ_L , θ を測定して得られる平均値を求めておきその平均的な断面形状に対して F_I 値を求めることは前者に比べ非常に簡単である。そこで、 h_w , c , θ_L , θ の平均値およびその平均値より求めた F_I 値を Table 4 に整理した。この F_I 値は Fig. 5 で求めた F_I と大差のないことがわかる。以後、 h_w , c , θ_L , θ の平均値から求めた F_I を用いて種々検討していく。

4. 低温割れ試験結果および F_I による限界応力の整理

実験結果を整理するにあたり割れに関与する拡散性水

素量を表わす一つの指標として溶接金属が 100℃ に冷却した時の溶接金属 100 g あたりの保有水素量 H_{R100} を用いる。この H_{R100} は寺崎⁶⁾らが提案したもので、初期保有水素量 H_0 と熱因子 $\sum DAt$ できまり次式で表わされる。

$$H_{R100} = H_0 \exp(-A \sum DAt) \quad \dots\dots (2)$$

$$\sum DAt = (4.2 t_{200} + 2.73 t_{150} - 13) \times 10^{-5} (\text{cm}^2)$$

t_{200} , t_{150} : 溶接金属が 200℃ 又は 150℃ に冷却するまでの時間 (sec)

$$A \begin{cases} = 75 & (\text{インプラント試験の場合}) \\ = 95 & (\text{RRC/TRC, H形拘束割れ試験の場合}) \end{cases}$$

RRC/TRC 試験, H形拘束割れ試験での割れ発生の有無については溶接線に垂直な 5 断面の割れ高さの平均値が 0.1 mm 以上のものを割れ発生と判定することとした。

4.1 RRC/TRC 試験結果とインプラント試験結果

Fig. 6 の (a) (b) (c) 各図とも横軸に保有水素量 H_{R100} 縦軸に限界応力 $\sigma_{net cr}$, F_I により補正した限界応力 $\hat{\sigma}_{net cr}$ をとっている。実線はインプラント試験により得られた破断限界応力であり、○印は RRC/TRC 試験で得られた割れ発生限界応力である。ここで、各試験で破断または割れ発生が認められた最低応力と破断または割れが生じなかった最大応力の平均値を限界応力とした。したがってインプラント試験の限界応力は最大 ± 1.5 kg/mm² の幅をもっている。そして、RRC/TRC 試験の限界応力は最大 ± 3 kg/mm² の幅をもっている。いずれの鋼材においても試験から直接得られる限界応力は試験法により著しく異なっている。しかし、次式により F_I を用いて RRC/TRC 試験の限界応力をインプラン

Fig. 6 Measured Implant test data correlated with predicted values from RRC/TRC test data by using F-parameter with various steels (a) OX 802 (b) HT 801 (c) HT 50)

L: Single bevel X: Double-V : $\sigma_{net cr}$ RRC/TRC solid circle: $\sigma_{net cr}$ FI RRC/TRC/FI • $\sigma_{net cr}$ RRC/TRC Solid line:

ト試験に等価な限界応力に補正した $\hat{\sigma}_{net\ cr}$ (●印で表わす) は実線で示したインプラント試験結果とほぼ一致している。

$$\hat{\sigma}_{net\ cr} = \frac{F_I \text{ RRC/TRC}}{F_I \text{ Imp}} \cdot \sigma_{net\ cr \text{ RRC/TRC}} \cdots (3)$$

$\sigma_{net\ cr \text{ RRC/TRC}}$: RRC/TRC 試験で得られた限界応力

$F_I \text{ Imp}$: インプラント試験片の F_I の値, 本試験片では 0.58

$F_I \text{ RRC/TRC}$: 開先形状をきめる幾何学的因子 h_w, c, θ_L, θ の平均値から算出される F_I の値 (3.2 参照)

Fig. 6(a) (b) は80キロ級高張力鋼の結果で, (c) は50キロ級高張力鋼の結果である。これらのグラフより80キロ級高張力鋼はもちろんのこと50キロ級高張力鋼の場合においても HAZ の最高硬さを同一にするような溶接入熱条件・バックグプレート板厚 h_b を選べば RRC/TRC 試験結果とインプラント試験結果は力学的パラメータ F_I を用いることにより良い相関が得られることが明らかとなった。

4.2 H 形拘束割れ試験結果とインプラント試験結果

Fig. 7(a) が HT 80 II のインプラント試験, H形拘束割れ試験の結果である。図中実線がインプラント試験により得られた限界応力である。そして, 各記号 (□, ■ など) は H 形拘束割れ試験結果であり, そのうち□, △などの記号は割れ発生が認められなかったもの, 黒く塗りつぶした■, ▲などの記号は割れ発生が認められたものである。H形拘束割れ試験結果は, インプラント試験結果より低応力・低保有水素量の場合でも割れが生じることを示している。

Fig. 7(b) は RRC/TRC 試験と同様に (3) 式を用いて H形拘束割れ試験の応力値を補正したグラフである。このグラフではインプラント試験による限界応力線より低応力・低水素側で割れが生じるというような矛盾がなくなり, H形拘束割れ試験の割れ発生領域と割れが認められない領域がインプラント試験の限界応力線で矛盾なく区切られる。

以上より H形拘束割れ試験とインプラント試験により得られた限界応力も幾何学的形状をきめる因子 h_w, c, θ_L, θ の平均から算出される力学的パラメータ F_I により整理されることが明らかとなった。

80キロ級および50キロ級高張力鋼に関し実構造物に近い継手形式の RRC/TRC 試験, H形拘束割れ試験の割れ発生限界応力が, 力学的パラメータ F_I を用いることによりインプラント試験結果から推定されることがわかる。したがって, 実構造物の初層ルート割れ防止の見地から溶接条件や鋼材の選定を簡便に行なえる可能性を示唆したものであり力学的パラメータ F_I に関する情報を

(a)

(b)

Fig. 7 Measured Implant test data correlated with predicted values from H type crack test data by using F-parameter

(a) Original data of Implant and H-type tests

(b) Arranged data of Implant and H-type tests by using F.

得ておけば開先形状や溶接材料の変更の効果なども容易に判定し得るといえる。

5. 結 論

(1) 手溶接において用いられる代表的な開先形状 (レ形, X形, Y形) の初層ルート部について力学的パラメータ F_I の分布を調査し, その平均値 F_I は F_I をきめる形状因子 h_w, c, θ_L, θ のそれぞれの平均値より求めた F_I の値でほぼ評価してもよいことを示した。

(2) 割れ試験において割れ発生ルート部近傍の HAZ の最高硬さが同一となるような溶接入熱条件・試験片寸法などを選べば 80 キロ級、50 キロ級高張力鋼ともに RRC/TRC 試験とインプラント試験により得られた限界応力の間には力学的パラメータ F_I を用いて良好な相関が得られる。また、その場合の F_I の値としては平均的なルート形状に対応するものでよい。

(3) RRC 試験と類似の H 形拘束割れ試験の結果も力学的パラメータ F_I を考慮すればインプラント試験結果と良好な相関性がみられる。その際の F_I の値は平均的なルート形状に対応するものでよい。

最後に試験片作製に御援助頂いた酒井鉄工所 (K. K.) 松尾橋梁 (K. K.) の関係各位、実験、解析に協力頂いた

た小山君 (大阪大学大学院) および高岸, 秋山, 塚本, 井上諸君 (大阪大学工学部) に深謝いたします。

参 考 文 献

- 1) Risto. A. J. Karppi: "Suggestion of Stress Field Parameter for Hydrogen Cracking Problems in Weldments" WD-3-80
- 2) Risto. A. J. Karppi: "Stress Field Parameter for Weld Hydrogen Cracking Problems" Technology Reports of the Osaka University, Vol. 30, No. 1565
- 3) Risto. A. J. Karppi: Transaction of the JWS
- 4) 佐藤邦彦他 "インプラント試験による鋼の低温割れ限界応力と残留水素濃度の関係" 本誌 Vol. 48 (1979), No. 4, p. 248~252
- 5) 佐藤邦彦他 "溶接継手の拘束度および拘束応力に関する最近の研究" 本誌 Vol. 30 (1961), No. 4, p. 212~218
- 6) T. Terasaki: "Relationship between Critical Stress of HAZ Cracking and Residual Diffusible Hydrogen Content" Trans. JWS, Vol. 10 (1979), No. 1, p. 53~57

溶接金属の組織と靱性に関する研究(第 2 報)*

—低炭素低合金鋼溶接金属の組織形態について—

伊藤慶典**, 中西睦夫**, 小溝裕一**

Study on Microstructure and Toughness of the Weld Metal (2nd Report)*

—Morphology and Transformation Behavior of Low Carbon Low Alloy Steel Weld Metals—

by Yoshinori Ito**, Mutuo Nakanishi** and Yu-ichi Komizo**

The morphology and the crystallographic aspects of low carbon low alloy weld metals have been investigated by mean of both optical and transmission electron microscopy.

The ferrite morphology of the weld metal was characterized by the Grain Boundary Ferrite, Widmanstatten Ferrite Side Plates, Acicular Ferrite and the Upper Bainite, and the transformation temperatures of these microstructures were examined. The Grain Boundary Ferrite and Ferrite Side Plates were transformed by the diffusion. It is confirmed that the Acicular Ferrite consisted of the bainitic ferrite transformed at many transformation sites, i.e., non-metallic inclusions.

The WM-CCT diagram was proposed to represent the transformation characteristic of the weld metal.

1. 緒 言

溶接金属のじん性はミクロ組織、とくにフェライトの形態により著しく変化するため、ミクロ組織におよぼす合金成分、酸素含有量や冷却速度の影響が検討されている¹⁻⁹⁾。

しかし、じん性を議論するうえで基本となる溶接金属のミクロ組織については、十分統一された見解があるとは言えない。例えば、Tuliani ら³⁾は 0.1% C-1.0% Mn 系溶接金属において Si 量が増すと、上部ベイナイトか

ら微細粒フェライト (英文では acicular ferrite) へ組織が変化することを示した。一方、Choi ら⁵⁾は 2.2% と高い Mn 領域で、微細粒フェライトより低温からラス状フェライトが生成すると報告している。このように同じフェライトを基本とする溶接金属をとりあつかっているにもかかわらず研究者によって組織形態の解釈が異なる。

このような溶接金属の組織に関する混乱は、溶接金属の変態過程に対する研究や、溶接金属に観察される種々の組織に関する詳細な検討が不足していることに起因するものであると考えられる。そこで、本報では、低炭素低合金鋼溶接金属に観察される種々の組織形態について、

*原稿受付 昭和56年8月24日

**正 員 住友金属工業(株) Member, Sumitomo Metal Industries, Ltd.